

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2000054053
PUBLICATION DATE : 22-02-00

APPLICATION DATE : 03-08-98
APPLICATION NUMBER : 10229966

APPLICANT : TOYOTA MOTOR CORP;

INVENTOR : NISHIDA JUNICHI;

INT.CL. : C22C 21/02 C22F 1/043 // C22F 1/00

TITLE : ALUMINUM-BASE ALLOY EXCELLENT IN HEAT RESISTANCE, AND ITS
PRODUCTION

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To control the maximum length of crystallized substances at casting and to improve strength and heat resistance by further adding proper amounts of Mn and V to an Al alloy containing Si, Cu, Mg, Ni, and Fe.

SOLUTION: An Al-base alloy, having a composition consisting of, by mass, 12-14% Si, 3.0-10.0% Cu, 0.7-1.3% Mg, 1.5-3.0% Ni, $\leq 1\%$ Fe, 0.5-1.0% Mn, 0.05-0.3% V, and the balance Al with inevitable impurities is used. An alloy with this composition is melted at 700 to 800°C and Ar gas is blown into the resultant molten metal. Subsequently, the molten metal is cooled at a velocity at which secondary dendrite arm spacing becomes equivalent to 20 to 30 μm . By this procedure, the maximum length of crystallized substances resultant from casting is controlled to $\leq 200 \mu\text{m}$ and dispersion strengthening is performed. Further, it is preferable that, after casting, heat treatment which consists of aging treatment at 200 to 220°C, solution heat treatment consisting of heating up to 480 to 520°C and rapid cooling down to 60 to 80°C, and aging treatment at 200 to 220°C is applied.

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2000-54053
(P2000-54053A)

(43) 公開日 平成12年2月22日 (2000.2.22)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード* (参考)
C 2 2 C 21/02		C 2 2 C 21/02	
C 2 2 F 1/043		C 2 2 F 1/043	
// C 2 2 F 1/00	6 0 2	1/00	6 0 2
	6 1 1		6 1 1
	6 5 0		6 5 0 A
審査請求 未請求 請求項の数 4 F I (全 8 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願平10-229966

(22) 出願日 平成10年8月3日 (1998.8.3)

(71) 出願人 000003207

トヨタ自動車株式会社

愛知県豊田市トヨタ町1番地

(72) 発明者 西田 淳一

愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動車株式会社内

(74) 代理人 10007/517

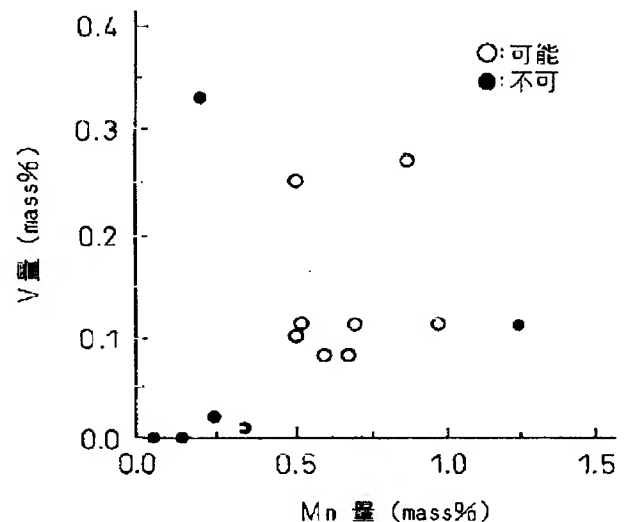
弁理士 石田 敬 (外2名)

(54) 【発明の名称】 耐熱性に優れたアルミニウム基合金およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 本発明は、耐熱性に優れたアルミニウム基合金に関し、特にディーゼルエンジン用ピストンの優れた耐熱性と低熱膨張率を実現可能とするアルミニウム基合金およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 Mass%で、Si:12~14%、Cu:3.0~10.0%、Mg:0.7~1.3%、Ni:1.5~3.0%、Fe:1%以下、Mn:0.5~1.0%、V:0.05~0.3%、残部がAlおよび不可避不純物からなることを特徴し、鋳造による晶出物の最大長を200μm以下に制御することを特徴とする。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 Mass %で、

Si : 12~14 %、

Cu : 3.0~10.0 %、

Mg : 0.7~1.3 %、

Ni : 1.5~3.0 %、

Fe : 1 %以下、

Mn : 0.5~1.0 %、

V : 0.05~0.3 %、

残部がAlおよび不可避不純物からなることを特徴とする耐熱性に優れたアルミニウム基合金。

【請求項2】 請求項1において、鑄造による晶出物の最大長を200 μ m以下に制御して分散強化したことを特徴とする耐熱性に優れたアルミニウム基合金。

【請求項3】 請求項1の合金を、溶解温度を700~800℃とし、溶解した溶湯にArガス吹き込みを行ない、次いで2次デンドライトアームスペーシングが20~30 μ m相当となる冷却速度で鑄造することを特徴とする耐熱性に優れたアルミニウム基合金の製造方法。

【請求項4】 請求項1の合金を、鑄造後200~220℃の時効処理ならびに、480~520℃加熱、60~80℃への急冷の溶体化および200~220℃の時効処理からなる熱処理を行なうことを特徴とする耐熱性に優れたアルミニウム基合金の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、耐熱性に優れたアルミニウム基合金に関し、特にディーゼルエンジン用ピストンの優れた耐熱性と低熱膨張率を実現可能とするアルミニウム基合金およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】内燃機関用ピストンは、爆発行程では爆発圧力を連結棒によってクランク軸に伝え、その他の行程では逆にクランク軸から運動が伝えられる。図2にディーゼルエンジンのピストンの一例を示す。この図でピストン頂面部1は約350℃で爆発圧力を受け、また、ピンボス部2は約250℃でピストンピンからの圧力を受ける。

【0003】このため、ピストン母材に使用されるアルミニウム合金は優れた耐熱性と熱膨張率の低いことが要求され、一般にACSAと呼ばれる12%Si-1%Mg-1%Cu-1%Ni材が使用されている。また、最近では、ディーゼルエンジンの燃費・出力向上のため、ピストンへの要求特性も高くなり、Cu、Ni等を増量した合金が開発されている。例えば、特開平7-216487号および特開平8-60281号公報には、エンジン部品用材料としてAl-Si系合金で、Cu、Ni増量とともに、Mn、Vを添加することによって高温域での強度低下を防止することが開示されている。

【0004】しかし、上記合金においても、150℃の

特性にとどまり、250℃のピンボス部の強度アップは図れるとしても、頂面部の350℃では、充分な強度は得られない。そのため通常は、厚膜のアルマイト層を頂面部に形成したり、複合材料（短繊維、粒子強化）を形成する技術に依存しているのが現状である。そこで、前記のディーゼルエンジンの高効率化にともなう、新しいピストン用材料の開発が望まれている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明の目的は、従来のCu、Ni増量による250℃での強度向上だけでなく、これまで困難とされてきた頂面部の温度350℃での強度向上を検討し、耐熱性に優れたアルミニウム基合金およびその製造方法を提供することにある。また、本発明の他の目的は、上記特性改善の合金系を検討し、Mn、Vを適量添加することで、晶出物の最大長を200 μ m以下に制御した晶出物分散型合金およびその製造方法を提供することにある。

【0006】

【課題を解決するための手段】上記の目的は、Mass %で、Si : 12~14 %、Cu : 3.0~10.0 %、Mg : 0.7~1.3 %、Ni : 1.5~3.0 %、Fe : 1 %以下、Mn : 0.5~1.0 %、V : 0.05~0.3 %、残部がAlおよび不可避不純物からなることを特徴とする耐熱性に優れたアルミニウム基合金によって達成される。

【0007】また、上記の目的は、前記の合金において、鑄造による晶出物の最大長を200 μ m以下に制御して分散強化したことを特徴とする耐熱性に優れたアルミニウム基合金によっても達成される。さらに、上記の目的は、前記の合金を、溶解温度を700~800℃とし、溶解した溶湯にArガス吹き込みを行ない、次いで2次デンドライトアームスペーシングが20~30 μ m相当となる冷却速度で鑄造することを特徴とする耐熱性に優れたアルミニウム基合金の製造方法によっても達成される。

【0008】また、上記の目的は、前記の合金を、鑄造後200~220℃の時効処理ならびに、480~520℃加熱、60~80℃への急冷の溶体化および200~220℃の時効処理からなる熱処理を行なうことを特徴とする耐熱性に優れたアルミニウム基合金の製造方法によっても達成される。

【0009】

【発明の実施の形態】エンジン部品であるピストンは、250℃~350℃で使用されるが、本発明では、Cu、Mgによる析出強化、Siによる鑄造欠陥制御により250℃付近での強度向上に加えて、Mn、Vを添加することにより、最大長200 μ m以下に制御した晶出物にて分散強化させて350℃付近での強度を大幅に向上できる。

【0010】これにより、ピストンなどのエンジン部品

の高温での信頼性が向上し、部品の軽量化が可能となる。また、ピストンでは、耐熱温度が向上したことにより、エンジンの出力向上と燃費向上が可能となる。そして、現在頂面部に施されている部分強化を省略でき、低コストにもつながる。

【0011】Si

Siは、鋳造用Al合金において鋳造性を向上させるのに必要な元素である。また、熱膨張率を少なくし、高温での寸法変形を防ぐ。本発明では、鋳造欠陥を抑制するため共晶凝固となる過共晶型にするため、Si量の下限を12%とした。また、常温での強度低下や被削性の悪化のため、上限を14%とした。

【0012】Cu

Cuは5%まではAl基地を固溶・析出強化し、250℃までの強度を向上させる。また、固溶限を超える5%以上では、共晶CuAlとして分散強化に寄与する。充分な250℃での強度を得るため下限を3%とし、靱性が低下し、脆くなる10%を上限とした。

【0013】Mg

MgはCuと同様にAl基地を固溶・析出強化し、250℃までの強度を向上させる。充分な250℃での強度を得るため下限を0.7%とし、1.3%を超えるとMg₂Siとして晶出し、靱性を低下させるので上限を1.3%とした。

Ni

Niは、Alにはほとんど固溶しないため、晶出物として存在し、分散強化として250℃以上の温度域で強度を向上させる。

【0014】充分な強度を得るため、下限を1.5%とした。また、3%を超えると、粗大な晶出物を形成し、靱性を低下させ、すべての温度域において強度を低下させるため、上限を3%とした。なお、Ni系金属間化合物を図8(a)のマイクロ組織に示す。この図は後述の比較材(6)のもので、Ni 4.5%でNiFeが針状に大きく晶出している。この場合では、250℃と350℃の引張強さは低目となっている。

【0015】Fe

Feは、鋳造用Al合金には不純物として存在する。通常、Feをすべて取り除くことは技術的に困難であり、コストを増加させる原因となる。しかし、1%を超えると、針状に粗大な晶出物を形成させるため、靱性が低下し、強度を低下させるので、上限を1%とした。このFe系金属間化合物を図8(b)のマイクロ組織に示す。この図は後述の比較材(5)のもので、Fe 1.5%あって、針状で粗大な晶出物が現われている。

【0016】Mn, V

Mnは本発明において重要な元素の一つである。Mnは、Feがない状態では、Al基地を強化させるが、鋳造材では通常Feが含まれているため、Fe-Mn系の化合物を形成する。これは、Feのみの針状の晶出物を

塊状に変化させるため、鋳造性(溶湯補給性)や靱性低下を最小限に留める役割をする。しかし、Fe-Mn系の化合物はその大きさまでは制御できず、200μm以上の粗大な晶出物として存在する。

【0017】この場合に、鋳造欠陥も同様な形状で存在することから、脱ガス処理によって出来るだけでなくした状態として、晶出物のみを200μm以下に制御する必要がある。そのためにはFe針状晶出物はある方向に成長するが、これを異なる結晶方向に2軸、3軸に成長させて、出来るだけ針状でなく塊状ないし、星型形状とするものである。

【0018】そこで本発明では、Vを同時に添加し、このFe-Mn系化合物の最大長を200μm以下に制御した。Vは、Fe-Mn系化合物に同時に取り込まれ、Fe-Mn-V系化合物を晶出物として形成させる。この晶出物は、いくつかの結晶方位に優先的に成長するため、2軸、3軸状に成長し、最大長は200μm以下となる。このため、Fe-Mn-V系化合物は亀裂の発生源や伝播経路とは成り難く、靱性を低下させることなく、350℃での強度を向上させる。

【0019】図1に本発明による、選択された晶出物を200μm以下に制御できるMn, Vの成分範囲を示す。Feと十分に化合物を形成できる0.5%をMnの下限値とし、晶出物が粗大化する1%を上限とする。また、晶出物を200μm以下に制御できる0.05%をVの下限とし、コストが増加することから最小の添加で効果が確認された0.3%を上限とする。

【0020】本発明材のマイクロ組織を図9(a)に示し、これの拡大したマイクロ組織を図9(b)に示す。試料は後述の実施例(3)であり、Mn 0.53%、V 0.10%添加したものである。この図で、基地には共晶Siおよび初晶Siが晶出しており、化合物としては塊状のAl-Ni系および星型のAl-Fe-Mn-V系化合物が認められる。この晶出物をEPMAによって分析した結果を図7(a)~(f)に示す。この図では、図7(b)のFe、(c)のMn、(d)のVの存在が認められ、Fe-Mn-V系の金属間化合物であることがわかる。

【0021】本発明の合金は、通常のAl-Si合金と同様の製造法でなされるが、溶解温度は700~800℃が好ましい。さらに、前述の金属間化合物の晶出を制御するために、冷却速度を制御して、2次DAS(デンドライトアームスパーシング)を20~30μmとすることが望ましい。また、前記金属間化合物を有効に、析出強化、分散強化に作用させ、かつ、基地の再結晶回復を活用するために、鋳造後の時効処理として、200~220℃で1~5時間処理することが望ましい。その後、溶体化処理として480~520℃で1~5時間加熱し、60~80℃の温湯に溶体化し、続いて、200~220℃で1~10時間の時効処理の熱処理を行なう

ことが望ましい。

【0022】なお、上記各温度の上限値はこれ以上の温度で処理をしても、耐熱性等の特性がむしろ低下することにもなりかねないため、これらの上限値を規制する。また、下限値はこれより低くても十分なる改善効果が得られないため、これら下限値を規制する。以下本発明の

実施例について説明する。

【0023】

【実施例】本実施例は、表1に示す化学成分について試験したものである。

【0024】

【表1】

(Mass%)

	Cu	Si	Mg	Fe	Ni	Mn	V	熱処理
比較材(1)	1.0	12.7	0.96	0.54	0.98	0.15	0.00	T7
比較材(2)	4.0	13.5	0.98	0.57	1.27	0.06	0.00	T5
比較材(3)	0.3	7.6	1.07	1.07	1.99	1.25	0.11	T7
比較材(4)	1.0	13.4	0.97	0.51	1.00	0.22	0.33	T5
比較材(5)	1.0	13.2	0.97	1.50	1.00	0.25	0.02	T5
比較材(6)	0.0	12.5	0.98	0.44	4.50	0.35	0.01	T5
比較材(7)	1.0	13.4	0.99	0.46	1.00	2.76	0.05	T7
実施例(1)	4.9	12.5	0.78	0.48	2.20	0.51	0.10	T5
実施例(2)	4.1	13.4	1.11	0.49	2.85	0.68	0.08	T7
実施例(3)	4.2	12.9	1.22	0.89	2.75	0.53	0.10	T5
実施例(4)	3.5	13.3	0.98	0.52	2.19	0.60	0.08	T7
実施例(5)	3.8	12.4	0.88	0.95	1.97	0.70	0.11	T5
実施例(6)	4.5	12.6	0.98	0.14	1.97	0.98	0.11	T7
実施例(7)	3.2	12.4	0.85	0.55	1.55	0.50	0.25	T5
実施例(8)	4.5	12.4	1.29	0.14	1.94	0.88	0.27	T7
実施例(9)	6.4	13.2	0.99	0.49	1.70	0.62	0.08	T7
実施例(10)	8.0	13.5	1.01	0.49	1.90	0.55	0.06	T7
実施例(11)	9.8	13.1	0.99	0.50	1.60	0.59	0.11	T7

【0025】その試験条件は次のとおりである。

(casting conditions)

- ・ 鋳型 : JIS4号舟金型 (RT、塗型なし)
- ・ 溶解・出湯 : 750℃
- ・ 脱ガス : Arガス吹き込み (2NL/min、0.4kgf/cm² × 20min)
- ・ 冷却速度 : 2次DASサイズ20~30μm相当

(heat treatment conditions)

T5 : 210℃ × 3h

T7 : 490℃ × 3h ⇒ 75℃ × 3min ⇒ 220℃ × 6h

・ 予備加熱として、各試験温度にて100h保持 (これは材料の耐久後特性を把握するためのものである。)

(test method)

高温引張試験 TPサイズ φ10×130mm (平滑)
以上の条件によって、本発明例の実施例と比較材について、晶出物 (A) 面積率、Si以外の面積率、Aの平均サイズ、Aの最大サイズおよび250℃、350℃での引張強さ等の組織と機械的性質をまとめて表2に示す。

【0026】

【表2】

	晶出物 面積率 (%)	Si以外の 面積率A (%)	Aの平均 サイズ (μm)	Aの最大 サイズ (μm)	引張強さ	
					250℃	350℃
比較材(1)	13.2	0.5	—	—	105	35
比較材(2)	14.4	0.9	—	—	135	45
比較材(3)	10.9	3.3	280	450	90	30
比較材(4)	14.1	0.7	—	—	110	36
比較材(5)	16.0	2.8	320	420	91	42
比較材(6)	17.8	5.3	580	1200	85	50
比較材(7)	17.6	4.2	450	800	105	48
実施例(1)	15.8	3.3	80	120	145	61
実施例(2)	17.5	4.1	120	150	150	63
実施例(3)	17.0	4.1	75	110	151	65
実施例(4)	16.8	3.5	60	90	153	62
実施例(5)	16.3	3.9	80	120	152	68
実施例(6)	15.9	3.3	65	85	155	65
実施例(7)	15.1	2.7	120	180	148	64
実施例(8)	15.5	3.1	100	170	150	69
実施例(9)	17.5	4.1	80	100	145	66
実施例(10)	20.8	5.5	75	110	155	70
実施例(11)	22.5	6.5	100	140	165	76

【0027】さらに、表2に基づいて、金属間化合物面積率と引張強さとの関係を図3に、金属間化合物最大サイズと引張強さとの関係を図4に示す。これらの図から次のことが明らかとなる。

・比較材(1)、(2)、(4)は、金属間化合物(A)の面積率が少なく、高温強度は向上していない。(図3参照)

・比較材(3)、(5)、(6)、(7)は、適量のMn、Vを添加していないため、金属間化合物(A)の最大サイズが200 μm を超えて、強度が低下する。(図4参照)

・本発明材は、金属間化合物(A)の面積率が約2%以上あり、その最大サイズが200 μm 以下であるため高温強度に優れる。(図3、4参照)図5に250℃における引張強さを、図6に350℃における引張強さを示す。

【0028】本発明材は、250℃、350℃において、比較材より引張強さが大幅に向上していることが分かる。これは、組織写真(図9(a)、(b))に示すように、晶出物の分散強化によるものと考えられる。また、この晶出物は、図7のEPMAによる面分析からも、Fe-Mn-V系の金属間化合物であることが分かる。

【0029】

【発明の効果】本発明では、Mn、Vを適量添加することにより、晶出物のサイズを制御し、晶出物分散強化により、250℃から350℃の強度を大幅に向上させたアルミニウム合金となし、ピストンなどのエンジン部品の高温度での信頼性が向上し、部品の軽量化が可能となる。

【0030】また、ピストンでは、耐熱温度が向上したことにより、エンジンの出力向上と燃費向上が可能となる。そして、現在頂面部に施されている部分強化を廃止でき、低コストにもつながる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明のMn量とV量の関係を示す図である。

【図2】ディーゼルエンジン用ピストンを示す概略図である。

【図3】本発明に係る晶出物の面積率と引張強さとの関係を示す図である。

【図4】本発明に係る晶出物の最大サイズと引張強さとの関係を示す図である。

【図5】本実施例に係る250℃での引張強さを示す図である。

【図6】本実施例に係る350℃での引張強さを示す図である。

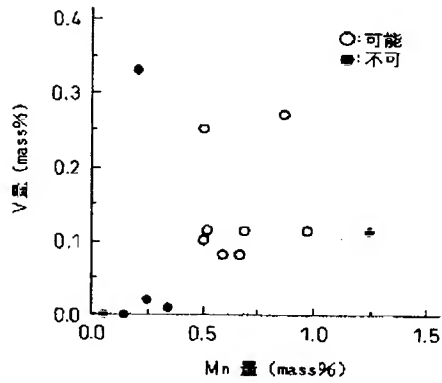
【図7】本発明の晶出物のEPMA分析結果で、(a)二次電子像、(b)Fe、(c)Mn、(d)V、

(e) Ni、(f) Mgを示す図である。

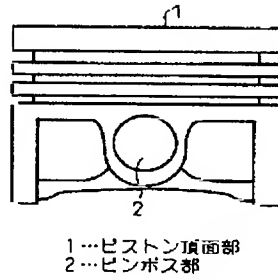
【図8】比較例の金属組織を示す写真で、(a) 比較材(6)、(b) 比較材(5)を示すマイクロ組織写真である。

【図9】実施例の金属組織を示す写真で、(a) 実施例(3)、(b) (a)の拡大を示すマイクロ組織写真である。

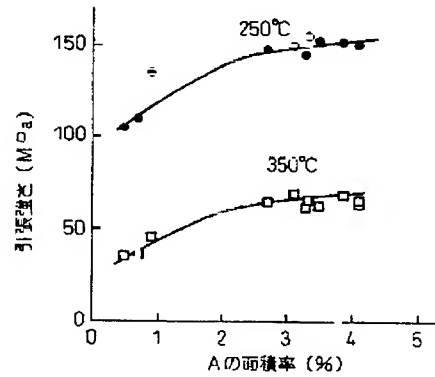
【図1】



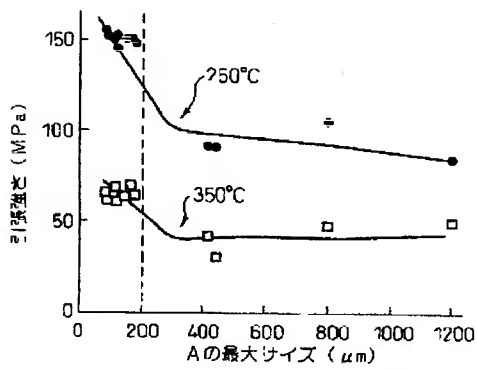
【図2】



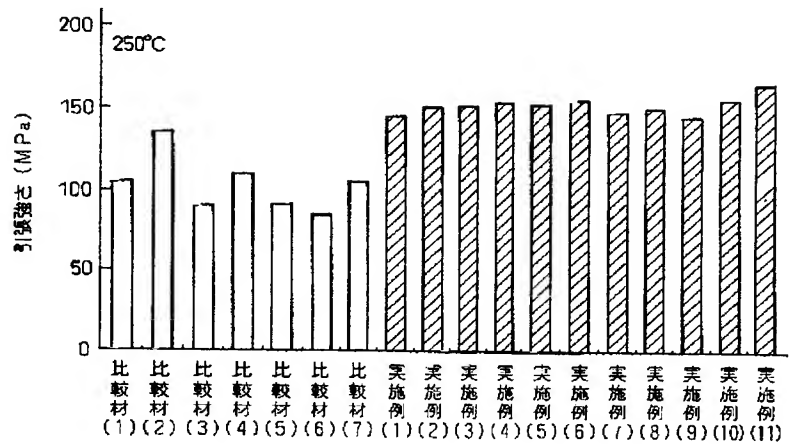
【図3】



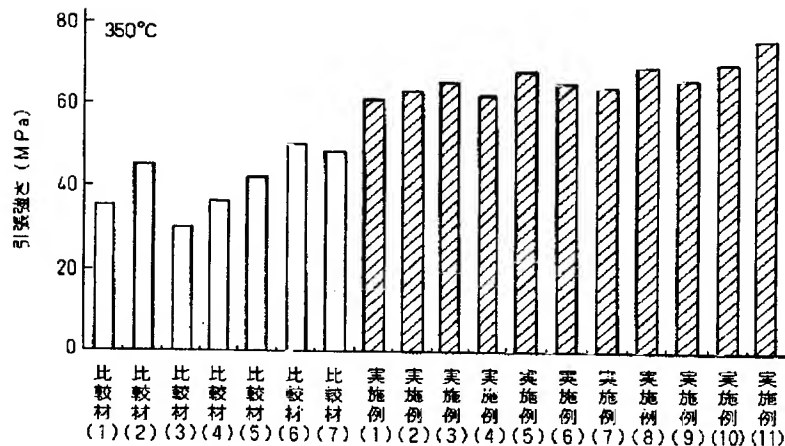
【図4】



【図5】

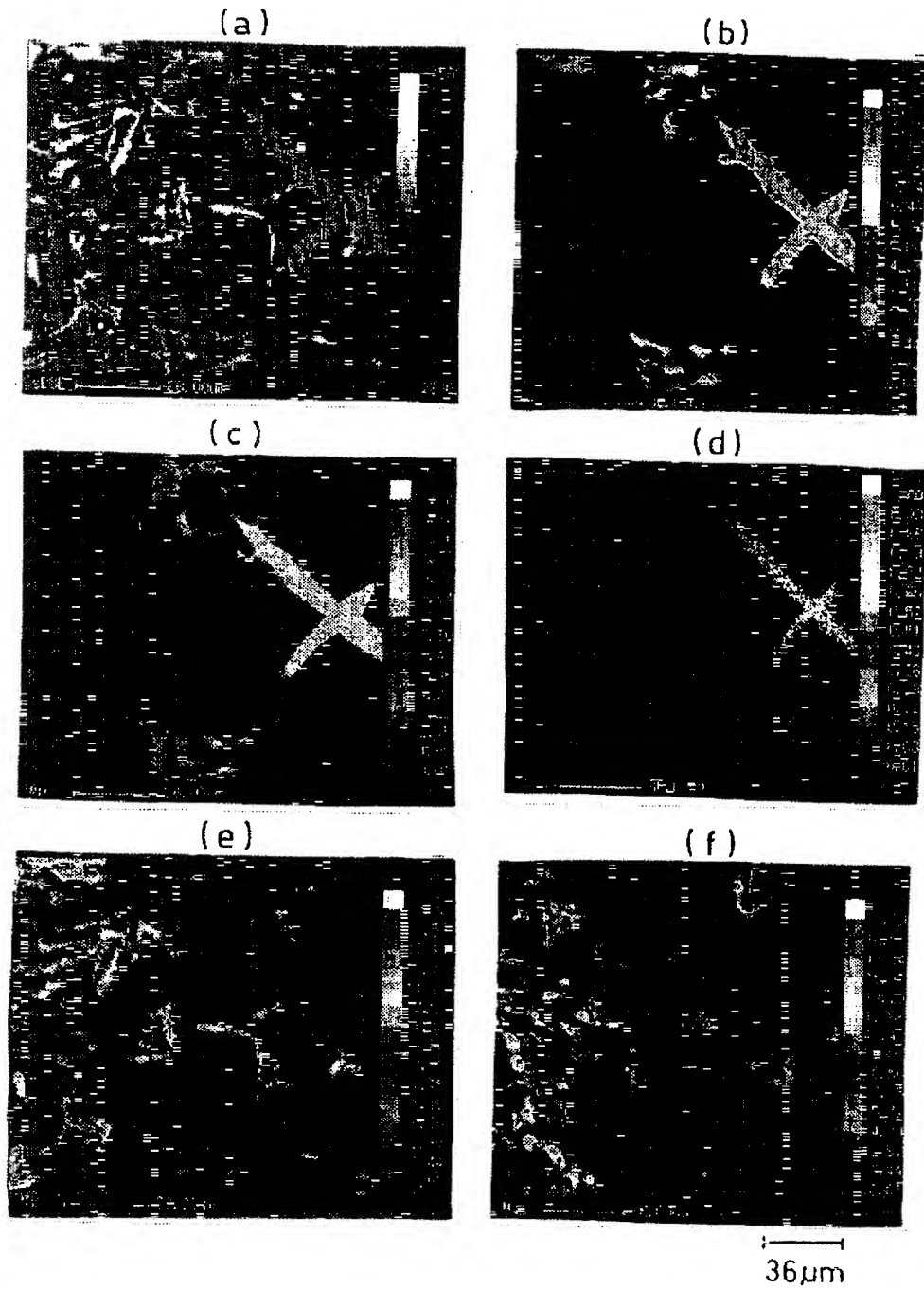


【図6】



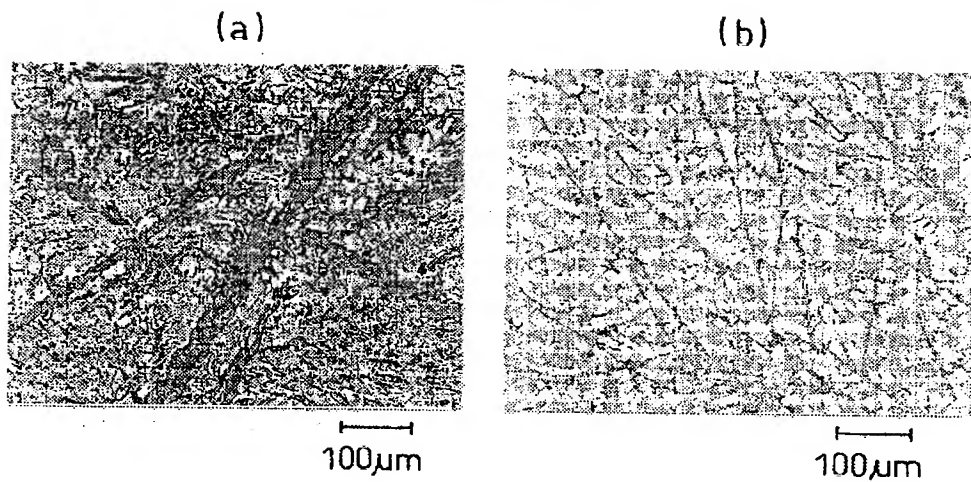
【図7】

図面代用写真



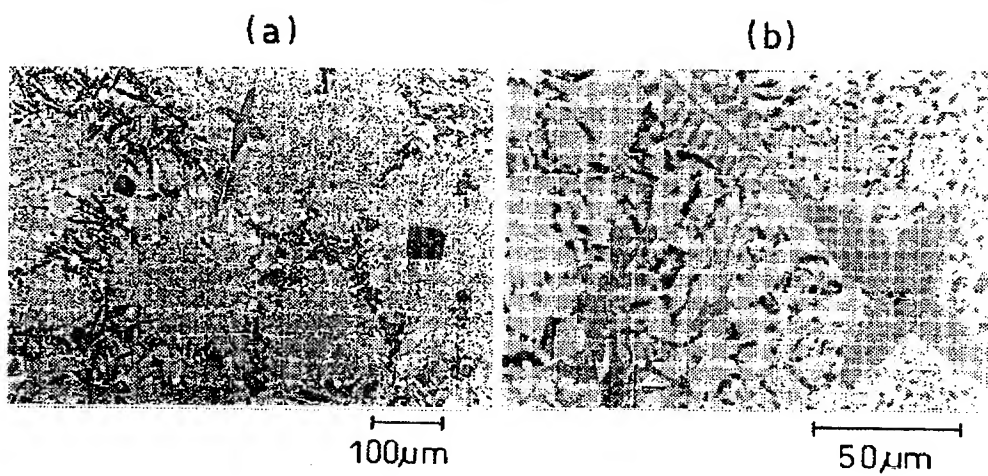
【図8】

図面代用写真



【図9】

図面代用写真



フロントページの続き

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	(参考)
C 2 2 F 1/00	6 5 0	C 2 2 F 1/00	6 5 0 E
	6 5 1		6 5 1 B
	6 8 1		6 8 1
	6 9 1		6 9 1 B
	6 9 2		6 9 2 B